

(Translation)

**(19) Korean Industrial Property Office(KR)****(12) Publication of Patent (B1)**

(51) C21D 8/12

(43) Publication Date. June 15, 1995

(65) Publication No. 10-1995-0014332

---

(21) Application No.	10-1993-0023751
(22) Application Date.	November 9, 1993
(73) Patentee	POSCO Research Institute of Industrial Science & Technology
(72) Inventors	LEE, Chung San CHOI, Kyu Seung WOO, Jong Soo HONG, Byoung Deuk

---

**(54) Title of Invention**

Method for manufacturing grain-oriented electrical steel sheet having superior magnetic properties.

The present invention relates to a method for manufacturing grain-oriented electrical steel sheet to be used for core materials of transformers, motors, generators and other electronic devices, in which carry out hot rolling after slab heating at a low-temperature instead of high temperature.

The method according to the present invention comprises the steps of: preparing a steel slab containing, in weight%, C:0.035~0.050%, Si:2.9~3.3%, Mn:0.32% or less, P:0.015% or less, Sol. Al:0.011~0.017%, N:0.008~0.012%, S:0.007% or less, Ni+Cr:0.06~0.18%, Cu:0.6% or less, the remainder of Fe, and Mn/S weight ratio:20.0 or more, Cu/Mn weight ratio: 1.5 or more; heating the steel slab at a temperature of 1250-1300°C and then carrying out hot rolling the steel slab; carrying out first cold rolling the hot rolled steel sheet so as to control the thickness of the sheet to 0.60-0.75mm; carrying out decarburization-annealing at a temperature of 820-840°C under hydrogen atmosphere containing moisture; carrying out second cold rolling to a final thickness and carrying out intermediate-annealing; and coating the annealing separator containing MgO onto the steel sheet and then carrying out th finish high temperature annealing at a temperature of 1150-1200°C for 10hr or more.

(19)대한민국특허청(KR)  
(12) 특허공보(B1)

(51) Int. Cl. <sup>6</sup>  
C21D 8/12

(45) 공고일자 1996년05월08일  
(11) 공고번호 특1996-0006026  
(24) 등록일자

(21) 출원번호	특1993-0023751	(65) 공개번호	특1995-0014332
(22) 출원일자	1993년11월09일	(43) 공개일자	1995년06월15일
(73) 특허권자	포항종합제철주식회사 조말수 경상북도 포항시 괴동동 1번지 재단법인산업과학기술연구소 백덕현 경상북도 포항시 효자동 산 32번지		
(72) 발명자	이청산 경상북도 포항시 효자동 산 32번지 재단법인 산업과학기술연구소내 최규승 경상북도 포항시 효자동 산 32번지 재단법인 산업과학기술연구소내 우중수 경상북도 포항시 효자동 산 32번지 재단법인 산업과학기술연구소내 홍병득 경상북도 포항시 효자동 산 32번지 재단법인 산업과학기술연구소내		
(74) 대리인	전준항 손원 김종윤		

심사관: 박기화 (특자공보 제4451호)

(54) 우수한 자기특성을 갖는 방향성 전기감판의 제조방법

요약

내용 없음.

대표도

도1

명세서

[발명의 명칭] 우수한 자기특성을 갖는 방향성 전기감판의 제조방법 [도면의 간단한 설명] 제 1 도는 용존 Si량 변화에 따른 자속밀도, B<sub>10</sub> 및 2차 재결정립중 미세립 발생율과의 관계를 나타내는 그래프.

제 2 도는 S량 변화에 따른 자속밀도, B<sub>10</sub> 및 2차 재결정립중 미세립 발생율과의 관계를 나타내는 그래프.

제 3 도는 Mn/S비 변화에 따른 자속밀도, B<sub>10</sub> 및 제품의 밀착성과의 관계를 나타내는 그래프.

제 4 도는 Cu/Mn비 변화시 자속밀도, B<sub>10</sub>과 철손 W<sub>17/50</sub>과의 관계를 나타내는 그래프.

제 5 도는 슬라브 가열온도 변화에 따른 자속밀도, B<sub>10</sub> 및 소재 용융량과의 관계를 나타내는 그래프.

[발명의 상세한 설명] 본 발명은 변압기, 전동기, 발전기 및 기타 전자기기등의 철심 재료로 사용되는 방향성 전기감판의 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는, 제강 용해시 특정성분으로 조정 후 종전의 전기감판 제조시 가장 큰 난문제인 고온 슬라브 가열방법이 아닌 저온에서 가열 후 열간압연을 행하고 이후 2차 재결정 안정화공정을 거쳐서 우수한 자기적 특성을 갖는 재래식 방향성 전기감판의 제조방법에 관한 것이다.

방향성 전기감판이란 결정립의 방위가 (110)[001]로 정열된 집합조직을 가지고 있으며 이 제품은 압연방향으로 극히 우수한 자기적 특성을 가지고 있으므로 이 특성을 이용하여 변압기, 전동기, 발전기 및 기타 전자기기등의 철심재료로 사용된다. 이 (110)[001] 집합조직은 2차 재결정 현상을 이용하여 얻어지는데, 2차 재결정은 보통의 재결정에 의해 생긴 미세한 결정립중에서 특정방위의 핵 즉 (110)[001]의 방위를 가지는 핵이 시편 전체로 이상 성장한 것으로 이런 특정방위의 2차 재결정립의 원활한 성장을 위

해서는 1차 재 결정질의 성장을 억제하는 것이 필요하며, 이를 위하여 MnS, AlN, BN 등의 석출물이 주로 이용되고 있다.

방향성 전기강판 제품은 자기적 특성값을 기준으로 하여 두가지로 나눌 수 있다. 즉, 60년대 초반부터 개발되어 사용되고 있는 자속밀도 B

10 기준으로 1.80-1.86 테슬라(Tesla) 수준의 특성을 갖는 재래식 방향성 전기강판과 그 이후 개발된 자속밀도 B

10 값이 1.89 테슬라 이상의 보다 고효율의 특성을 갖는 고자속 밀도 방향성 전기강판으로 나눌 수 있으며, 이들은 초기 입성장 억제제를 근간으로 한 성분, 제조방법 및 실수율등에서 다소 차이를 갖고 있다.

재래식 방향성전기강판의 제조공정은 일반적으로 2-4%의 규소와 입성장 억제제로 대부분 MnS나 MnSe를 함유하는 것을 특징으로 용해하여 슬라브를 만든 후(슬라브 가열 및 열간압연)→(예비소둔)→(1차 냉간압연)→(중간소둔)→(2차 냉간압연)→(탈탄소둔)→(소둔분리제 도포)→(최종 고온소둔)→(장력 코팅처리)등의 복잡한 공정을 거쳐서 최종 제품으로 완성된다.

방향성 전기강판의 복잡한 제조공정중 가장 제조상의 난문제를 안고 있는 공정이 고온에서 열처리를 행하는 슬라브 가열공정이다. 이 슬라브 가열공정은 입성장 억제제로 사용되는 MnS나 AlN 등의 석출물들이 후공정에서 미세균일하게 석출되도록 완전히 고용 분산시키기 위하여 행하여 지는데, 이를 위해서는 1400℃ 정도의 고온에서 5시간 정도의 유지가 필요하게 된다. 이때, 고온의 슬라브 표면에서는 공기와의 산화반응으로 Si 및 Fe 성분의 산화물이 복합된 파이러라이트(Fayalite)라는 산화물로 되어 이 산화물은 용점이 1300℃ 정도로 낮아 표면에서부터 녹아 내리게 된다. 이때 녹아내리는 쇳물은 바깥으로 흘러내리게 설계되어 있지만 일부는 표상부의 내화물층에 축적되어 작업종료시 반드시 내부수리를 해주어야 한다. 따라서 연속작업을 주 특징으로 하는 제철소에서는 작업성 불량, 생산성 감소, 원가상승등의 엄청난 경제적 부담을 안게 된다. 따라서 슬라브가 녹지 않는 온도인 1300℃ 이하 즉 일반강의 슬라브 가열조건인 1250-1280℃ 부근에서 작업이 가능하다면 타 제품과의 작업 간섭도 없어지는 등 엄청난 이익을 기대할 수 있다.

슬라브 가열온도의 하향화 노력은 선진 제조사들 중심으로 총력적인 관심속에 진행되고 있으며 여러가지 방법이 제안되어 왔다. 이들의 제안은 슬라브 가열온도를 슬라브가 녹지 않는 최고 온도(약 1300℃) 이하에서 행하는 것을 원칙으로 하여 기본적인 자기적 특성을 확보하는 것이다. 이는 기본 성분계의 조정, 즉 저온 슬라브 가열로서도 (110)[001] 방위의 2차 재결정을 형성시킬 수 있는 적정 입성장 억제제의 선정이 중심이 되고 있으며, 이 성분설계에 부가하여 제조공정중의 석출물 관리기법등이 제안되고 있다. 현재까지의 공지 기술들은 일본에서 주로 검토되어 국내에까지 기술을 공개한 한국 특허 공개번호 89-8334, 89-13200, 92-702728, 92-9999, 92-14941 및 공고번호 89-882 등이 있다. 이들은 모두 자속밀도 값을 B

10 기준으로 1.89 테슬라 이상급의 고자속밀도 방향성 전기강판용을 대상으로 하였고, 실제적인 목표 슬라브 가열온도는 1200℃ 이하로 보통 1150℃에서 처리를 행하고 있으며, 높은 자속밀도를 확보하기 위해서 입성장 억제제 성분의 하나인 N성분을 공정 중 에서 보충하기 위해서 탈탄소둔 공정후 소재내에 질소를 함침시키는 침질공정이 필수적으로 추가되고 있다. 따라서 이들의 기술들은 일반강의 슬라브 가열온도인 1250-1280℃보다 오히려 낮은 온도로 관리함에 따라 상호 작업간섭이 있고, 침질반응을 위한 추가설비의 설치가 불가피하여 원가부담이 되고, 특히 슬라브 가열온도가 낮은 상태에서 입성장억제력 확보를 위해 1회 감냉간압연 처리로 공정관리가 극히 어렵게 됨에 따라 자성편차가 심하게 나타나 실수율이 낮게 된다. 따라서 저온 슬라브 가열재는 고가 판매가 가능한 고급제품에만 한정하여 적용하는 실정이다.

본 발명은 재래식 방향성 전기강판용 일반강의 처리 조건과 동일한 슬라브 가열온도인 1250-1300℃ 부근에서 열처리하여 열간압연을 행하도록 하는 성분계를 설계하므로써, 기존의 제조공정에서 설비보완이나 신설이 없이도 작업이 가능하고, 안정적인 입성장 억제력 확보에 의해 (110)[001] 방위의 2차 재결정을 안정적으로 형성시키기 위해 예비소둔 공정을 생략하고 중간두께에서 탈탄소둔을 실시하여 최종압연시의 가공에너지를 낮추는 등의 안정적인 자기적 특성을 얻을 수 있는 향상된 방향성 전기강판의 제조방법을 제공하고자 하는 데, 그 목적이 있다.

이하, 본 발명에 대하여 상세히 설명한다.

본 발명은, 방향성 전기강판을 제조하는 방법에 있어서, 중량%로, C : 0.035%-0.050% 이하, Si : 2.9-3.3%, P : 0.015% 이하, 용존 Al : 0.011-0.017%, N : 0.0080-0.012%, S : 0.007% 이하, Ni과 Cr의 단독 또는 복합 : 0.06-0.18%, Mn : 0.32% 이하 Cu : 0.6% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물 조성되고, Mn/S 중량비가 20.0 이상이고, Cu/Mn 중량비가 1.5 이상인 강 슬라브를 1250-1300℃의 온도구간에서 가열하여 열간압연한 후, 탈탄소둔을 포함한 2회의 냉간압연에 의해 최종두께로 조정할 다음, 중간소둔 및 MgO를 주성분으로 하는 소둔분리제를 도포한 후 최종 마무리 고온소둔 처리하여 우수한 자기특성을 갖는 방향성 전기강판을 제조하는 방법에 관한 것이다.

본 발명의 주요 사상은 저온 슬라브 가열이 가능한 성분계의 설계와 적정 입성장 억제제의 관리를 위한 새로운 제조공정 확보에 있다.

본 발명의 기본 입성장 억제제는 AlN이고 일부의 Cu<sub>2</sub>S 및 MnS가 역할을 보조하는 형태이다. 통상의 고온 슬라브 가열에 사용하는 MnS의 석출물 형성을 가능한 한 억제하는 것이 본 발명의 특징으로, 이를 위해 S함량을 제조공정에서 관리 가능한 최소량인 0.007% 이하로 억제하는 것이 본 발명의 특징중의 하나이다.

본 발명자들은 석출물들의 거동을 관찰한 결과 고용온도는 MnS가 1280℃ 정도 그 다음이 AlN 그리고 Cu<sub>2</sub>S는 1200℃ 정도로 낮고 열간압연시 석출온도도 MnS는 1200℃ 이지만 AlN이 낮고 Cu<sub>2</sub>S의 경우는 1100℃로 낮음을 확인할 수 있었다.

따라서 통상의 고온 슬라브 가열에 의한 열간압연시 MnS가 고온에서 먼저 석출하고 그 다음에 AlN이 석출하기 때문에 AlN이 석출 시는 이미 강중에 MnS의 석출물이 존재하므로 AlN은 MnS 주위에 석출하는 착석출현상이 생긴다. 따라서 AlN이 석출물은 MnS 석출물의 영향을 받게 되어 크기가 크고 불균일하게 형성되어 양적으로는 많지만 실제적인 역할을 하는 적정크기의 입성장 억제제는 부족하게 된다. 이에 본 발명자는 저온 슬라브가열 작업에 보다 유리한 AlN을 입성장 억제제로하여 불가피하게 존재하는 S는 가능한 한 Cu

$\gamma_2$  S 상태로 석출시킴으로서 열간압연시의 냉각도중에 형성되는 AlN이 MnS의 영향을 받지 않고 입성장억제에 적합한 유효 크기의 미세하고 균일한 석출물로서 형성하게 하였다.

본 발명은 용존 Si량이 0.023-0.028%이고, 85-90% 수준의 고압하물로 1회 강냉간압연하는 것을 특징으로 하는 강력한 입성장 억제력을 필수적으로 요구하는 기존 고자속밀도강 방향성전기강판의 경우와는 달리 용존 Si량을 0.011-0.017% 수준으로 낮추고, 2회 압연법을 행함으로써 2차 재결정을 보다 용이하게 일으킴으로서 자속밀도가 다소 낮더라도 제품마다의 자성 편차는 극히 적은 균일한 특성을 갖는 일반 재래식 방향성 전기강판 생산을 가능하게 하는 것이다.

본 발명에서 S 관리는 상하관리등 기본으로 하며, 매우 중요한 관리성분이다. 전기강판재는 200-250mm 두께의 연주 슬라브제조 시 내부는 응고속도가 늦기 때문에 S가 중심부에 집중적으로 편석되므로 이의 고응 및 표면까지의 균일한 확산을 위해서는 이론적 온도보다 충분히 높은 고온 슬라브가열이 요구된다. 본 발명에서는 소량의 S를 첨가함으로써 S 편석의 악영향을 방지함과 동시에 열간압연시 석출온도가 1100℃ 정도로 낮은 Cu

$\gamma_2$  S 상태의 유화물로 석출시킴으로서 MnS로 석출시 발생하는 조대 불균일한 AlN 분포의 피해를 줄이는 것이 본 발명에서 사용하는 입성장 억제제의 특징이다. 이러한 고 Mn 및 저 S 관리에 의해 AlN 중심계가 저온 슬라브 가열에도 고응 석출이 가능하여 2차 재결정 형성시 입성장 억제력을 확보할 수 있게 되는 것이다. 무가하여 Cr과 Ni 첨가는 1차 재결정립을 균일하게 미세화시키는 역할을 하며 특히 슬라브가 열시의 작업가능 온도범위를 확장시킴으로서 타 철강제품과의 슬라브 가열온도의 차이에서 초래될 수 있는 작업 간섭사항을 근원적으로 해결하여 본 발명의 목적을 가능하게 한다.

최종제품에 있어서 자기적 특성은 입성장 억제제인 석출물들이 2차 재결정 생성시 최적상태에서의 역할을 어느정도까지 발휘하는가에 따라 결정되어 지는데, 이를 위해서는 본 발명 성분계에 적합한 제조공정의 확립이 필요하다. 본 발명 성분계는 S량이 적은 AlN 중심계로서 열간압연시 냉각중에 AlN은 2차 재결정에 유효한 미세한 형태로 석출되므로 이후 열연판 소둔은 불필요할 바로 냉간압연을 행하게 된다. 또한 중간두께에서 탈탄소둔을 하여 2차 압연은 저탄소하에서 행함으로써 강판에 축적되는 가공에너지가 적게되며 이후 500-650℃의 비교적 저온에서 중간소둔을 함으로서 1차 재결정립이 미세하면서도 균일하게 형성되도록 만드는 것이 중요하다. 이러한 방법에 의해 최종고온소둔시 형성되는 2차 재결정립이 자화율이 방위인 (110)[001]로 잘 정렬된 집합조직을 가지게 되는 것이 본 발명의 제조공정상의 특징이다.

이하, 상기 성분범위 한정이유등에 대하여 설명한다.

상기 C는 적절한 열간압연 조직을 형성함으로써, 2차 재결정의 발달을 안정화하는 원소로서 최소 0.35% 이상이 필요하지만, 0.050% 이상 함유시에는 탈탄소둔이 어려워져 작업성이 불량해지고, 또 잔류탄소량이 높으면 자성의 열화가 심해지므로 상기 C의 함량은 0.035-0.050%로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 Si는 전기강판의 기본 성분으로 소재의 비저항치를 증가시켜 자기적 특성중 철손손실 즉 철손을 낮추는 역할을 하는 성분으로서, 그 함량이 2.9% 미만인 경우에는 철손특성이 나빠지고, 3.3% 이상인 경우에는 강이 취약해져 냉간압연성이 극히 나빠지고 2차 재결정 형성이 불안정해져 길이방향의 2차 재결정 불완전 형성부인 스트리크(Streak)라고 부르는 결함 발생의 요인이 되므로 상기 Si의 함량은 2.9-3.3%로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 Mn은 슬라브 가열시 석출물의 고응온도를 낮추며, 열간압연시 소재 양끝부분에 생성되는 크랙을 방지하고, 미량의 S와 함께 석출물을 형성하므로 Mn/S의 양적인 관리가 중요하며 최소 20 이상 관리되어야 미세립발생이 적은 안정적인 2차 재결정립을 얻을 수 있으며, 이때, Mn량이 0.32%를 초과하여 첨가시 탈탄소둔시 형성되는 Mn 산화물에 의해 고온소둔시 형성되는 포스테라이트 절연피막의 밀착성이 악화되므로 상기 Mn의 함량은 0.32% 이하로 제한하고, Mn/S의 중량비는 20 이상으로 제한되는 것이 바람직하다.

상기 S는 Cu나 Mn과 유화물 형태의 석출물을 형성하여 입성장 억제제의 역할을 하므로 AlN의 보조 역할을 하는데, 통상, 0.005%까지는 제조공정에서 기본적으로 함유되며 가능한 한 하한관리가 필요하다. 이 때, 만약 0.007%를 초과하여 함유되면 연주에서 슬라브로 제조 후 응고되면서 슬라브 중심부분에 S 편석이 심해져 되고, 열연에서 저온 슬라브가열 실시로 중심편석부의 고응 및 확산이 어려워져 최종제품에서 특성편차가 나타날 수 있으므로 탈 S 공정등을 채용하여 강력 억제하여 그 함량을 0.007% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 Al 성분은 N과 함께 AlN의 석출물을 형성하여 입성장 억제력을 확보하는 중심원소이며, 총량적인 Al 관리가 아닌 용존상태의 Si량이 중요한데, 그 함량이 0.011% 미만인 경우에는 2차 재결정에 필요한 충분한 입성장 억제력을 갖지 못하기 때문에 최종제품의 결정립 크기가 작고 불완전 미세립이 발생하여 바람직하지 않으며, 0.017%를 초과하면 입성장 억제력이 너무 강해 자성이 우수한 (110)[001] 방위의 2차 재결정의 발달마저도 어렵게하여 자기적 특성이 급격히 열화되므로, 상기 Al의 함량은 용존 Si량으로 0.011-0.017%로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 N은 용존 Al과 반응 석출물을 형성하여 1차 재결정의 입성장 억제제로 작용하므로 2차 재결정 형성에 있어서 필수적인 성분이며, 그 함량이 0.008% 미만인 경우에는 형성 석출물이 부족하게 되고, 0.012%를 초과하여 첨가시에는 강판표면에 브리스터

(Blister)라는 결함이 생겨 제품의 표면 특성을 열화시키므로 상기 N의 함량은 0.008~0.012%로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 P는 감을 취약하게 만드는 성질을 가지고 있어서 혼입량이 적을수록 유리하나 공장에서의 하한 관리범위가 0.015%까지로 그 이상 혼입시 냉간압연성이 어려워지므로 가능한한 혼입량을 억제하여야 하며, 상기 P의 함량은 0.015% 이하로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 Cu는 S와 결합하여  $\text{Cu}_2\text{S}$ 의 석출물을 형성하고, 석출물중 가장 저온에서 고용되고 또한 열간압연시 저온에서 석출하여 AlN의 입성장 억제제를 보충함으로써 2차 재결정을 용이하게 일어나게 하는 성분으로서, 본 발명에서는 S 성분이 MnS로의 형성을 가능케 하는 억제하여야 함으로 Cu/Mn의 양적인 관리가 중요하며, 최소 1.5 이상이어야 한다. 이때 Cu/Mn비가 너무 높거나 Cu 첨가량이 0.6%를 초과하면 탈만소등시 형성된 산화물이 집연피막 형성에 악영향을 주는 상태로 될 뿐만 아니라 2차 재결정립의 크기가 너무 커져 자속밀도는 좋으나 철손이 열화될 수 있으므로 총 Cu량은 0.6% 이하로 제한하고, Cu/Mn 중량비는 1.5 이상으로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 Ni과 Cr은 1차 재결정립을 미세화시킬 뿐만 아니라 석출을 분산효과가 크기 때문에 적정 스라브 가열온도범위를 보다 넓힐 수 있으므로 스라브 가열온도를 기본적으로 1250~1300℃에서 작업하기 위해서는 단독 또는 2종 복합으로 최소 0.06% 이상 첨가가 필요하고, 0.18% 이상 첨가시 소재중의 C 성분과 결합함으로써 이후 탈탄성을 나쁘게 하므로, 상기 Ni과 Cr을 단독 또는 복합으로 0.06~0.18%로 제한하는 것이 바람직하다.

이상의 성분계는 방한성 전기감판 제조시 가장 큰 난문제인 스라브 가열온도를 하향화시키는 필수조건으로 이 성분계를 사용하면 스라브 가열온도를 통상 일반강의 스라브 가열온도인 1250℃에서 작업용 행하여도 우수한 자기적 특성의 확보가 가능하여 경제적인 효과는 크다.

1250℃ 미만의 온도에서는 AlN 등의 석출물이 입성장 억제력이 적은 형태인 조대, 불균일한 분포를 하게 되어 2차 재결정이 불안정해지므로 좋지 않으며, 1300℃를 넘으면 전기강판 슬라브가 용융하기 시작하여 실수율이 낮아지므로 본 발명에서의 슬라브 가열온도는 제철소에서 가장 경제적이고 용이한 슬라브 가열온도인 1250~1300℃로 제한하는 것이 바람직하다.

상기와 같이 조성된 강 스크림을 상기한 가열온도중 가열한 다음, 용상의 방법으로 열간압연, 탈탄소둔을 포함한 2회의 냉간압연, 중간소둔 및 최종 마무리 고온소둔 처리를 행하므로써, 우수한 자기특성을 갖는 방형설 전기강판이 제조된다.

보다 바람직하게는, 삼기와 같이 조성된 감스라브를 삼기한 가열온도로 가열한 후, 열간압연한 다음 열연판 소둔을 행하지 않고, 1차 냉간압연에 의해 0.60~0.75mm 두께로 만든 후, 820~840℃의 습윤수소분위기에서 탈탄소둔하고, 이어 최종두께로 2차 냉간 압연을 행한다음, 500~650℃에서 중간소둔을 한 후, MgO를 주성분으로 하는 소둔분리제를 도포하고, 1150~1200℃에서 10시간 이상의 최종 마무리 고온소둔을 행하므로써, 우수한 자기특성을 갖는 방향성 전기강판이 제조된다.

이하, 실시예를 통하여 본 발명물 보다 구체적으로 설명한다.

[실시예 1] 중량%, C : 0.042%, Si : 3.11%, Mn : 0.205%, S : 0.006%, N : 0.0098%, P : 0.014%, Cu : 0.496%, Cr : 0.04%, Ni : 0.06%를 기본성분계로 하고 용존 Al량을 0.007, 0.011, 0.014, 0.017, 0.020%로 변화시켜 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 이것을 1275℃에서 3시간 슬라브가연후 열간압연을 하여 2.3mm 두께의 열연판을 만들었다. 그 다음 열연판소둔을 시행하지 않고 1차 냉간압연하여 0.70mm 두께로 조정한 후, 830℃의 습윤분취기에서 탈탄소등을 거쳐 0.30mm 두께로 최종 냉간압연을 행하였다. 이어 550℃에서 증간소둔, MgO 도포 및 1200℃에서 20시간 최종 고온소둔등의 공정을 거쳐 재래식 망향성 전기감판을 제조한 다음 이들의 자기적 특성중 자속밀도, B

10 값과 2차 재결정립중 미세립생성율을 조사하고, 그 결과들 제 1 도에 나타내었다.

제 1 도에 나타난 바와같이, 본 발명의 조건인 용존 Si량 0.011~0.017%까지는 자속밀도가 1.82 테슬라 이상을 나타내고 또한 미세립이 전혀 없는 우수한 자기적 특성을 나타내고 있지만, 본 발명의 범위를 벗어난 0.007% 재의 경우 미세립은 없으나 전체적인 결정립이 적고 불균일하여 자속밀도가 낮으며, 0.020%재의 경우는 2차 재결정생성이 불균일하여 미세립 생성량이 많아 자속밀도가 낮으므로 제품으로서의 사용이 불가능함을 알 수 있다.

[실시에 2] 중량%로, C : 0.043%, Si : 3.15%, Mn : 0.225%, 용존 Al : 0.014%, N : 0.0104%, P : 0.015%, Cu : 0.521%, Cr : 0.05%, Ni : 0.05%를 기본성 분계로 하고 용존 S량을 0.003, 0.005, 0.007, 0.010, 0.014%로 변화시켜 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 이것을 이후 실시예 1과 동일한 조건으로 열연 슬라브 가열공정에서부터 최종고온소둔 공정까지 거친 후 이들의 자기적 특성을 측정하였다.

<sup>10</sup>값과 2차 재결점립종 미세립 생성율을 조사하고, 그 결과를 제 2 도에 나타내었다.

제 2 도에 나타난 바와같이, S량이 본 발명의 범위인 0.007%까지는 미세립이 전혀없고 자속밀도가 1.83 테슬라 이상을 나타내고 있으나, 그 이상 첨가시 미세립생성이 급격히 증가하여 자속밀도가 급격히 저하됨을 알 수 있다.

[실시에 3] 중량%로, C : 0.039%, Si : 3.05%, S : 0.005%, 용존 Al : 0.012%, N : 0.0110%, P : 0.015%, Cu : 0.505%, Cr : 0.05%, Ni : 0.05%를 기본성 분계로 하고 Mn량을 변화시켜 Mn/S비가 10, 20, 35, 50, 65이 되도록 Mn 첨가량을 변화시켜 200mm 두께의 스텔라를 제조하였다. 이것을 이후 실시예 1과 동일한 조건으로 열연스라브 가열공정에서부터 최종고온소둔 공정까지 거친 후 이들의 자기적 특성중 자속밀도, B

$B_{10}$ 값과 밀착성을 나타내는 180도 굴곡시 피막박리가 없는 최소 직경값 mm를 측정하여 그 결과를 제 3 도에 나타내었다. 제 3 도에 나타난 바와같이, Mn/S가 10일때는 제품의 밀착성은 25mm $\psi$ 를 나타내 우수하나 자속밀도가 낮으며, Mn 첨가량이 0.32%를 초과한 Mn/S비 65의 경우는 자속밀도는 우수하나 제품의 밀착성은 70mm $\psi$ 를 나타내서 피막특성이 극히 불량하므로 상품가치가 없어서 본 발명의 범위에서 제외하였다.

그러나 본 발명의 범위인 20 이상에서는 자속밀도가 1.82 테슬라 이상으로 높고 또 밀착성도 25-30mm $\psi$ 를 로 제조공정에서의 관리기준인 30mm $\psi$ 에 잘 만족함을 알 수 있다.

[실시에 4]중량%로, C : 0.044%, Si : 3.01%, Mn : 0.195%, S : 0.005%, 용존 Al : 0.013%, N : 0.0105%, P : 0.014%, Cr : 0.05%, Ni : 0.05%를 기본성분계로 하고 Cu량을 변화시켜 Cu/Mn비가 0.5, 1.0, 1.5, 2.8, 3.5이 되도록 Cu 첨가량을 변화시켜 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 이것을 이후 실시예 1과 동일한 조건으로 열연슬라브 가열공정에서부터 최종고온소둔 공정까지 거쳤다.

이들의 자기적 특성중 자속밀도,  $B_{10}$ 값 및 철손손실(철손),  $W_{17/50}$ 값을 측정하고, 그 결과를 Cu/Mn비에 따른 자속밀도와 철손의 상호관계로 제 4 도에 나타내었다. 제 4 도에 나타난 바와같이, Cu/Mn비가 0.5의 경우는 자속밀도가 1.80 테슬라 이하로 낮고 철손이 극히 높으며, Cu/Mn이 1.0의 경우 자속밀도 1.78-1.84 테슬라의 넓은 범위를 나타내나 특성의 편차가 크고 철손 또한 높은 값을 나타내어 안정적인 특성을 확보하기가 곤란하며, Cu/Mn이 3.5로 높아서 Cu 첨가량이 0.6%를 넘었을 경우는 철손은 전반적으로 낮으나 자속밀도가 1.78 테슬라 수준의 열등한 특성의 제품이 혼재되므로 본 발명의 범위에서 제외하였다. 그러나 Cu/Mn비가 1.5-2.8인 본 발명재의 경우 자속밀도가 최하 1.80 테슬라 이상을 나타내고 철손이 최고 1.24w/kg 이하를 나타내서 자성이 우수하면서도 안정적인 특성의 제품을 얻을 수 있음을 알 수 있다.

[실시에 5]중량%로, C : 0.044%, Si : 3.01%, Mn : 0.195%, S : 0.005%, 용존 Al : 0.013%, N : 0.0105%, Cu : 0.515%, P : 0.014%를 기본성분계로 하고 여기에 Cr과 Ni의 첨가량을 변화시킨 후 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 이것을 이후 실시예 1과 동일한 조건으로 열연 슬라브 가열공정에서부터 최종고온소둔 공정까지 거친 후 이들의 자기적 특성중 자속밀도,  $B_{10}$

$B_{10}$ 값과 철손,  $W_{17/50}$ 값을 측정하고, 그 결과를 하기표 1에 나타내었다.

구분	첨가량(%)		자기적 특성	
	C	Ni	자속밀도(테슬라)	철손(W/kg)
비교재-1	0	0	1.74	1.8
비교재-2	0.02	0.04	1.76	1.38
발명재-1	0.07	0	1.82	1.19
발명재-2	0.05	0.05	1.83	1.2
발명재-3	0.10	0.08	1.83	1.24
발명재-4	0.15	0.12	1.85	1.28
비교재-3	0.10	0.10	1.81	1.34
비교재-4	0.15	0.15	1.83	1.38

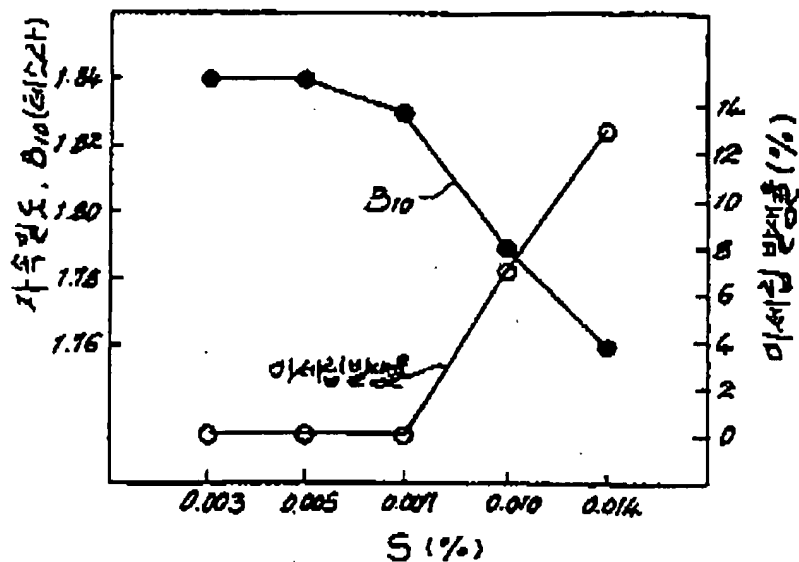
상기 표 1에 나타난 바와같이, Cr 및 Ni 첨가량이 없거나 적은 비교재-1,2의 경우 2차 재결정 형성이 불안정하여 미세립 생성이 많아, 자속밀도가 낮고 철손이 높은 열등한 특성을 나타내지만, 발명재(1-4)의 경우 자속밀도가 높고 철손이 낮은 우수한 자기적 특성을 보이고 있음을 알 수 있다. 반면에 첨가량이 0.2%를 넘는 비교재-3,4의 경우는 2차 재결정립이 작고 불균일하여 자기적 특성이 오히려 열화됨을 알 수 있다.

[실시에 6]중량%로, C : 0.039%, Si : 3.12%, Mn : 0.225%, S : 0.005%, 용존 Al : 0.014%, N : 0.0095%, Cu : 0.510%, P : 0.015%, Cr : 0.05%, Ni : 0.05%로 하여 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 상기 슬라브를 가열온도 1200, 1225, 1250, 1275, 1300, 1325 $^{\circ}$ C로 변화시켜 각각 3시간씩 균열한 후 열간압연을 행하고, 이후 실시예 1과 동일조건으로 냉간압연에서부터 최종고온소둔까지 행한 뒤 제품의 자기적 특성인 자속 밀도,  $B_{10}$

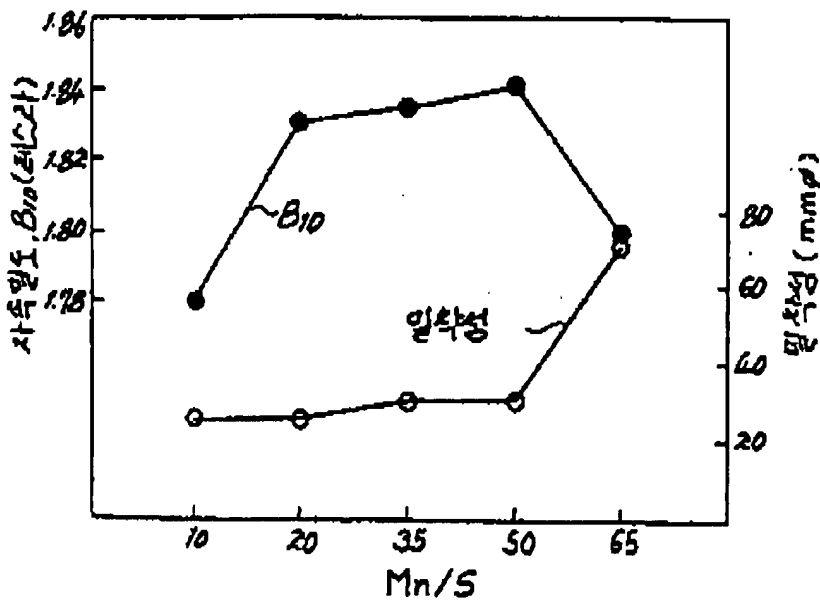
$B_{10}$ 값 및 소재의 용융에 의한 손실값을 측정하고, 그 결과를 제 5 도에 나타내었다. 제 5 도에서, 소재의 용융에 의한 손실값은 %로 나타내었다.

제 5 도에 나타난 바와같이, 자속밀도는 슬라브 가열온도가 높아짐에 따라 향상되어 1250 $^{\circ}$ C에서는 1.82 테슬라를 나타내었으며, 1300 $^{\circ}$ C에서 가장 우수함을 알 수 있다. 그러나, 1325 $^{\circ}$ C에서는 비교적 양호한 자속밀도를 나타내었지만 고온에 의한 소재의 용융량이 증가하여 실수를 저하할 유박하게 될 뿐만 아니라, 고온작업의 결과 작업성과 경제성이 악화되므로 본 발명에서는 제외하였다. 특히 본 발명의 1250-1275 $^{\circ}$ C 구간에서는 소재의 용융이 전혀 없었으며, 1300 $^{\circ}$ C에서는 일부 용융의 흔적이 있었으나 작업성에 문제가 없음을 알 수 있다.

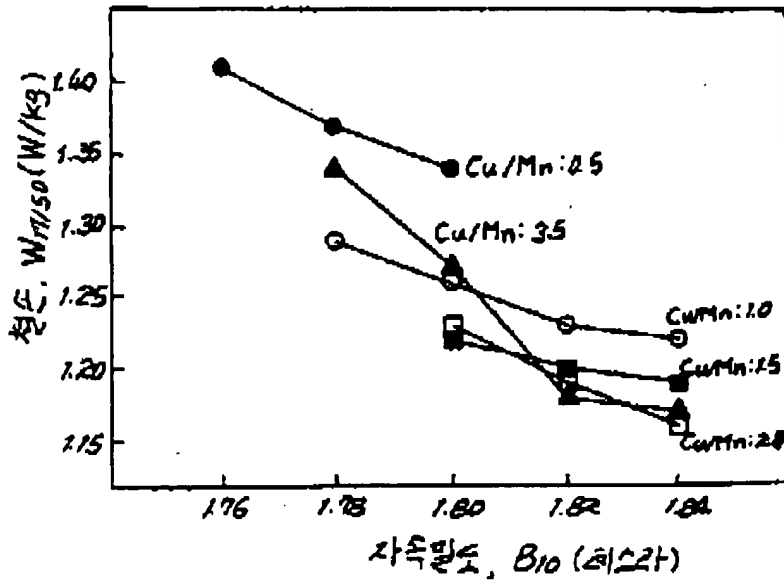
[실시에 7]중량%로, C : 0.039%, Si : 3.12%, Mn : 0.225%, S : 0.005%, 용존 Al : 0.014%, N : 0.0095%, Cu : 0.510%, P : 0.015%, Cr : 0.05%, Ni : 0.05%로 하여 200mm 두께의 슬라브를 제조하였다. 이것을 이후 실시예 1과 동일한 조건으로 열연 슬라브 가열공정에서부터 최종고온소둔등의 공정을 행하는 본 발명의 제조공정을 거친 제품을 생산하였다. 이 공정과 비교로 1회 압



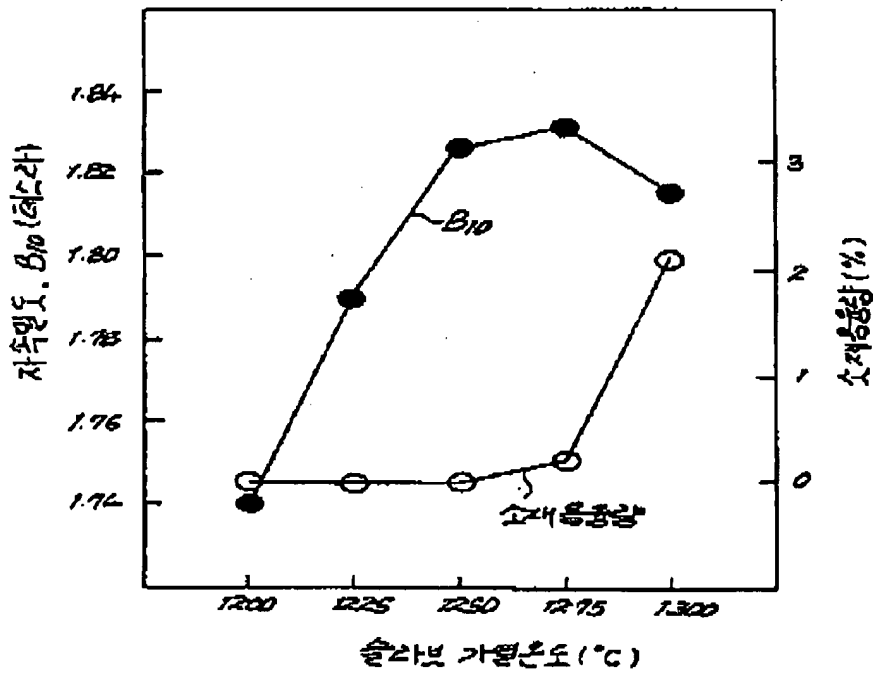
도면3



도면4



도면5





연법 및 통상의 2회 압연법으로 처리하였다. 1회 압연법은 1120℃에서의 열연판 소둔을 거쳐 1회 압연으로 최종 0.30mm 두께까지 압연하고 이어 830℃의 습윤분위기에서 탈탄소둔, MgO 도포 및 1200℃에서 20시간 최종고온소둔을 행하는 것이며, 또한 통상의 2회 압연법은 1120℃에서 열연판 소둔을 하고 1차 냉간압연으로 0.75mm 두께로 압연한 후 920℃에서 중간소둔, 2차 냉간압연으로 0.30mm 두께로 압연후 830℃의 습윤분위기에서 탈탄소둔, MgO 도포 및 1200℃에서 20시간 최종 고온소둔 공정을 거쳐 전기강판 제품을 생산하는 공정을 의미한다. 이들 3가지 공정재의 자기적 특성인 자속밀도, B

10값과 철손,  $W_{17/50}$  값 및 2차 재결정립중 미세립생성율을 조사하고, 그 결과를 하기표 2에 나타내었다.

기	W	압연	소둔	재결정
1회	1회	1회	1회	1회
2회	2회	2회	2회	2회
3회	3회	3회	3회	3회

상기 표 2에 나타난 바와같이, 본 발명의 제조공정을 거친 경우 자속밀도가 높고 철손은 낮은 우수한 자기적특성을 확보하고 있으나, 통상의 1회 압연법을 거친 비교재-1의 경우는 2차 재결정 생성이 불량하여 미세립 생성율이 높아 자속밀도는 극히 낮고 철손은 높아서 제품으로 사용이 불가능하며, 또한, 통상의 2회 압연법으로 공정을 거친 비교재-2의 경우는 1회 압연법의 경우에 비해서는 자성이 조금 향상되었으나 제품으로서의 사용은 곤란한 것임을 알 수 있다.

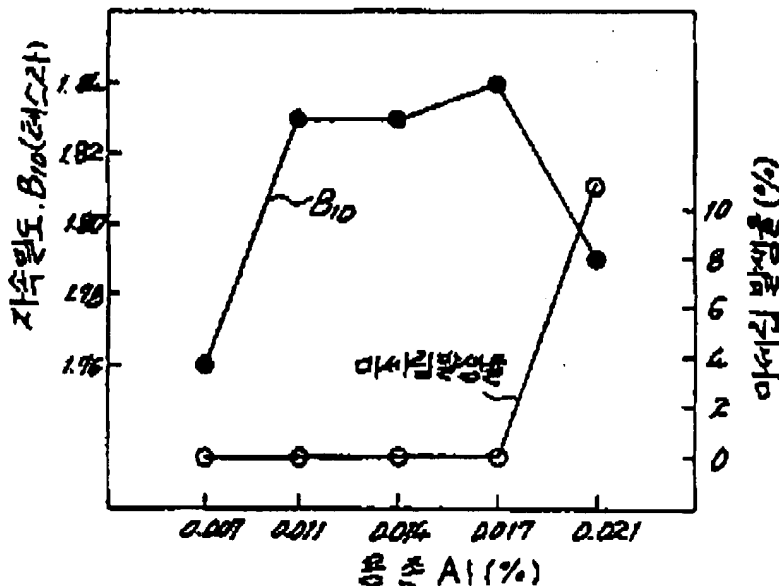
### (57)청구의 범위

#### 청구항1

방향성 전기강판을 제조하는 방법에 있어서, 중량%, C : 0.035%~0.050% 이하, Si : 2.9~3.3%, Mn : 0.32% 이하, P : 0.015% 이하, 용존 Al : 0.011~0.017%, N : 0.008~0.012%, S : 0.007% 이하, Ni와 Cr의 단독 또는 복합 : 0.06~0.18%, Cu : 0.6% 이하, 잔부 Fe 및 기타 불가피한 불순물 조성되고, Mn/S 중량비가 20.0 이상이고, Cu/Mn 중량비가 1.5 이상인 강 스프라블을 1250~1300℃의 온도구간에서 가열하여 열간압연한 후, 열간압연강판을 1차 냉간압연에 의해 0.60~0.75mm 두께로 한 다음, 820~840℃의 습윤 수소분위기에서 탈탄소둔을 하고, 이어 최종두께로 2차 냉간압연을 행하고, 500~600℃에서 중간소둔을 한 후, MgO를 주성분으로 하는 소둔분리제를 도포하고, 1150~1200℃에서 10시간 이상의 최종 마무리 고온소둔을 행하는 것을 특징으로 하는 우수한 자기특성을 갖는 방향성 전기강판의 제조방법.

도면

도면1



도면2